تأثیر دما و میزان SiC بر خواص و ریزساختار شیشه‌های اسفنجی حاصل از ضایعات حاصل از صفحه‌های نمایش‌گر تلویزیون‌های لوله‌ای اشعه‌ی کاتدی (CRT) *

(یادداشت پژوهشی)

مینا سعیدی حیدری[۱]		سید محمد میرکاظمی[۲]

چکیده

در این مقاله، خواص و ریزساختار شیشه‌های اسفنجی حاصل از ضایعات صفحه‌ی نمایش‌گر لوله‌ی اشعه‌ی کاتدی (CRT) بررسی شده است. نمونه‌هایی از شیشه‌ی اسفنجی با استفاده از ۲، ٤، ٦ و ۸ درصد وزنی کاربید سیلیسیم (SiC) به‌عنوان ماده‌ی اسفنج‌ساز در دماهای ℃ ۸۵۰، ℃ ۹۵۰ و ℃ ۱۰۵۰ ساخته شدند. برای مطالعه‌ی خواص فیزیکی و مکانیکی نمونه‌ها، آزمون‌های تعیین چگالی، میزان تخلخل و استحکام خمشی چهار نقطه‌ای انجام شدند. ریزساختار نمونه‌ها به‌وسیله‌ی میکروسکپ الکترونی عبوری بررسی شدند. نتایج حاصل نشان دادند که کاربید سیلیسیم امکان کنترل ریزساختار شیشه‌های اسفنجی برای رسیدن به حفره‌های ریز با توزیع نسبتاً باریک را فراهم می‌آورد. تجزیه‌ی کاربید سیلیسیم در حضور اکسیژن و در دمای حدود ^oC ۹۵۰ منجر به تشکیل حباب‌های گازی و در نتیجه، اسفنجی شدن شیشه می‌شود. نمونه‌ی حاوی ٦ درصد وزنی کاربید سیلیسیم که در دمای ^oC ۹۵۰ به‌مدّت یک ساعت تف‌جوشی شده بود، بالاترین درصد تخلخل (حدود ۵۵ درصد) را داشت، و ریزساختار آن نسبتاً یکنواخت بود. استحکام خمشی این نمونه حدود ۱۲ MPa بود، و خواص آن با خواص نمونه‌های تجاری قابل مقایسه بود.

واژه‌های کلیدی شیشه‌ی اسفنجی، کاربید سیلیسیم، تلویزیون لوله‌ای اشعه‌ی کاتدی، تخلخل، بازیافت.

The effect of Temperature and SiC Content on the Properties and Microstructure of Foam Glasses obtained from the Wasted Cathode Ray Tube Display Panels

M. Saiedi		H S. Mirkazemi

Abstract

In this paper, the properties and microstructure of foam glasses obtained from the wasted cathode ray tube (CRT) display panels were investigated. The foam glasses were prepared at the temperatures of 850, 950 and 1050 ℃ using 2, 4, 6 and 8 wt.% silicon carbide (SiC) as the foaming agent. The physical and mechanical properties of the samples including the density, porosity, four-point bending strength were evaluated in this research. The microstructures of samples were examined by means of a scanning electron microscope. The results showed that SiC as the foaming agent is able to control the pore size and also to cause a narrow distribution of pores in the microstructures. The decomposition of SiC in the presence of oxygen at the temperature of 950 ℃ led to the formation of gas bubbles and therefore, the foam glass was produced. The sample with 6 wt.% SiC exhibited the highest amount of porosity (about to 55%) and relatively uniform microstructure after being sintered at 950 ℃ for 1 hour. The four-point bending strength of the latter sample was measured to be 12 MPa. The properties and microstructure of this sample were found to be comparable with those of the commercial samples.

Key Words Foam glasses, silicon carbide, cathode ray tube TV, porosity, recycling.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۸۹/۱۱/۲۳ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۰/٦/۲۳ به دفتر نشریه رسیده است.

(1) دانشجوی کارشناسی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

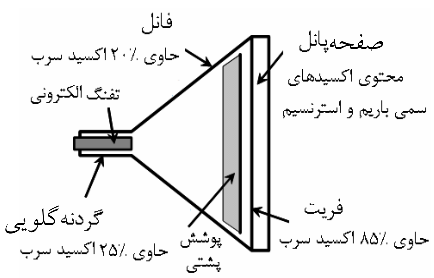
(۲) نویسنده‌ی مسوول: استادیار دانشکده‌ی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

مقدمه

ضایعات مربوط به تجهیزات الکتریکی و الکترونیکی در جهان که حاوی اجزای خطرناک و سمی هستند، سالانه بین ۲۰ تا ۵۰ میلیون تن است [۱]. اتحادیه‌ی اروپا هر ساله ۷/۵ میلیون تن از این تجهیزات را تولید می‌کند. نمایش‌گرهای رایانه و دستگاه‌های تلویزیون لوله‌ای اشعه‌ی کاتدی (CRT) حدود ٪۸۰ از آن را به خود اختصاص داده است [۲]. ایران نیز به‌عنوان کشوری در حال توسعه از این معضل بی‌بهره نیست. طبق آمار منتشر شده در ایران، تا به‌حال حدود ٤ میلیون رایانه و ۱۸ میلیون تلویزیون و هزاران وسیله‌ی الکترونیکی دیگر از گردونه‌ی مصرف خارج شده‌اند. با توجه به شرایط موجود، صادرات تلویزیون لوله‌ای اشعه‌ی کاتدی راه‌کار مناسبی به‌نظر می‌رسد [۱].

شیشه‌های این دسته از تلویزیون‌ها به دو نوع سیاه و سفید (یا تک رنگ) و رنگی تقسیم می‌شوند. این دو نوع تلویزیون از شیشه‌های مختلفی ساخته شده‌اند که نمونه‌ای از آن در شکل (۱) نشان داده شده است. صفحه‌ی اصلی (شیشه‌ی قسمت جلویی نمایش‌گر) از جنس شیشه‌ی حاوی اکسیدهای سمّی باریم و استرانسیم است که فاقد اکسید سرب بوده و حدود ۲/۳ از مجموع وزن تلویزیون را در بر می‌گیرد. این نوع شیشه، مشابه شیشه‌های اپتیکی، بسیار همگن و ضخیم است و برای جذب اشعه‌های X و UV حاصل از تفنگ الکترونی ساخته شده است. فانل شیشه‌ای از جنس سرب و نازک‌تر از شیشه‌های صفحه‌ی اصلی است و وزن آن حدود ۲/۳ کل شیشه‌ی تلویزیون می‌باشد. گلویی قطعه‌ای از جنس شیشه‌ی سیلیکاتی غنی از سرب است که تفنگ الکترونی را احاطه کرده است. فریت لعاب سربی با دمای ذوب پایین می‌باشد که نقش اتصال را بین فانل و صفحه بازی می‌کند [3,4].

تلویزیون‌های لوله‌ای اشعه‌ی کاتدی از ۸۵ درصد شیشه و ۱۵ درصد پلاستیک، فلزات آهنی و غیر آهنی تشکیل شده‌اند [5]. وزن متوسط این نوع شیشه‌ی به‌کار رفته در این تلویزیون‌ها ۱۱ کیلوگرم و در رایانه‌ها حدود ۳/۸ کیلوگرم است [3]. بازیافت این نوع تلویزیون‌ها به‌دلیل آن‌که حاوی ٤ نوع شیشه‌ی مختلف هستند، بسیار مشکل است. تلویزیون‌های دورانداختنی در صنایع تولید شیشه و ساخت مجدد همین نوع تلویزیون‌ها به‌کار می‌روند. اخیراً تحقیقاتی در زمینه‌ی لعاب‌های سرامیکی، کاشی‌های محافظ در برابر تشعشع، شیشه‌های اسفنجی و مانند آن انجام شده‌اند [6]. تولید شیشه‌ی اسفنجی یکی از راه‌کارهای مناسب برای بهره‌برداری مجدد از این نوع شیشه‌ها است. این به آن علت است که رنگ شیشه تأثیر قابل توجهی بر کیفیّت شیشه‌ی اسفنجی ندارد، اگرچه تفاوت موجود در ترکیب شیمیایی شیشه‌های فانل و صفحه‌ی تلویزیون‌های سیاه و سفید با نوع رنگی آن‌ها بر روی تشکیل تخلخل و اندازه و توزیع اندازه‌ی آن تأثیر می‌گذارد [2,7].



شکل ۱ بخش‌های مختلف تلویزیون‌های لوله‌ای اشعه‌ی کاتدی از جنس شیشه [4]

عمده‌ترین کاربرد شیشه‌های اسفنجی در تولید مواد عایق در برابر صوت و حرارت می‌باشد [8]. این شیشه‌ها در مقایسه با اسفنج‌های پلی‌مری مزیت‌های زیادی دارند. پایداری شیمیایی و حرارتی فوق‌العاده از مهم‌ترین مزیت‌های آن‌ها هستند (احتراق اسفنج‌های پلی‌مری معمولاً منجر به خروج گازهای سمی می‌شود،

در حالی‌که شیشه‌های اسفنجی از مواد غیرآلی به‌دست آمده و غیر قابل احتراقند) [9]. افزون بر این، شیشه‌های اسفنجی استحکام مکانیکی بالایی دارند و برای ساختمان سازی مناسبند [10]. از امتیازهای دیگر این مواد می‌توان به سبکی، انعطاف‌پذیری در طراحی تولیدات ساختمانی و مقاومت آن‌ها در برابر موجودات جونده اشاره کرد، چرا که هیچ نوع الیافی در آن‌ها به کار برده نشده است [11].

مخلوط کردن ضایعات شیشه‌ی آسیاب شده به‌همراه عامل اسفنج‌ساز کاربید سیلیسیم موثرترین روش برای بهبود ریزساختار شیشه‌ی اسفنجی است. این‌کار با افزودن ترکیب فوق به شیشه‌های آسیا شده به‌وسیله‌ی آسیای مرطوب انجام می‌شود. کاربید سیلیسیم در دمای بین $^{\circ}C$ ۹۰۰ تا $^{\circ}C$ ۱۱۵۰ تجزیه شده و دی اکسید کربن تولید می‌کند. اگر هیچ عامل تولید کننده‌ی گاز افزوده نشود، محصول نهایی شیشه‌ی تف‌جوشی شده‌ی متخلخل خواهد بود [12]. اگر ترکیب شیشه ثابت باشد، رشد حباب‌ها (اسفنجی شدن) به دما، سرعت گرمایش و سرمایش، نوع عامل اسفنج‌ساز و خروج گازهای حل شده بستگی خواهد داشت [13]. عوامل اسفنج‌ساز به دو نوع خنثی و احیا کننده تقسیم می‌شوند. نمک‌ها و کربنات‌هایی مانند Na_2CO_3 و $CaCO_3$ اسفنج‌سازهای خنثی هستند که حین گرمایش تجزیه می‌شوند، و این واکنش با خروج گاز CO_2 همراه است [11]. از سولفات کلسیم (مثلاً ژیپس) می‌توان به‌عنوان جای‌گزینی برای کربنات‌ها استفاده کرد. در این حالت، SO_2 گاز اسفنج‌ساز حاصل خواهد بود و به این ترتیب، شیشه‌ی به‌دست آمده هدایت حرارتی کم‌تری خواهد داشت، امّا به‌دلیل آن‌که گاز SO_2 ماده‌ای مضر و سمی است، به کنترل بیش‌تری نیاز خواهد بود [8]. اسفنج‌سازهای احیا کننده برای تولید شیشه‌های اسفنجی عایق حرارت (موادی با تعداد زیاد حفره‌های بسته) به‌کار می‌روند. میزان جذب آب توسط این مواد نسبتاً کم (۱۰ تا ۱۵ درصد) است.

عامل‌های گازساز از جنس مواد کربنی، مانند کک، آنتراسیت، دوده، گرافیت و کاربید سیلیسیم، جزو این دسته از موادند. دلیل انتشار گاز در این مواد، واکنش اکسایشی عامل اسفنج‌ساز به‌همراه گازهای حل شده درون شیشه‌ی مذاب است [11].

معمولاً انتخاب عامل اسفنج‌ساز بر فرایند اسفنجی شدن تأثیر می‌گذارد. مثلاً CaO حاصل از اسفنج‌سازهای خنثی مانند $CaCO_3$ که در حباب‌ها باقی می‌ماند، می‌تواند خواص شیشه (مثل ویسکوزیته) یا رفتار تبلور آن را تغییر دهد. بنابراین، برای جلوگیری از بروز این تأثیرات از عوامل اسفنج‌ساز احیا کننده‌ای استفاده می‌شود که پس از اکسایش به‌طور کامل به گاز تبدیل می‌شوند [13]. کاربید سیلیسیم به‌دلیل وقوع واکنش اکسایش، باعث تشکیل حباب‌های گازی و در نتیجه‌ی آن، اسفنجی شدن شیشه می‌شود. دمای واکنش این ترکیب معمولاً در مقایسه با ترکیبات دیگر (مانند کربنات‌ها، کربن و ترکیب‌های آلی) بیش‌تر است (بالاتر از $^{\circ}C$ ۹۰۰) [14].

همان‌طور که اشاره شد، شیشه‌های تلویزیون‌های لوله‌ای اشعه‌ی کاتدی جزو شیشه‌های ضایعاتی بوده و معضل بزرگی به‌حساب می‌آیند. در تحقیق حاضر، تأثیر دما و میزان SiC به‌عنوان عامل اسفنج‌ساز بر ریزساختار و خواص فیزیکی و مکانیکی این شیشه‌ها بررسی شده است.

روش تحقیق

ترکیب‌هایی با درصدهای متفاوت پودر تجاری کاربید سیلیسیم (۲، ٤، ٦ و ۸ درصد وزنی) با اندازه ذرات ٤٥ µm و پودر شیشه‌ی صفحه‌ی تلویزیون رنگی با اندازه ذرات زیر ٦۳ µm تهیه شدند. ۳ درصد وزنی چسب PVA و ۵ درصد وزنی آب به مخلوط این پودرها اضافه شد و پس از نگه‌داری مخلوط به‌مدّت ٢٤ ساعت، با استفاده از پرس تک محوره و با اعمال فشار ۷۵ بار فشرده شد. ابعاد نمونه‌های اولیه مطابق با استاندارد ASTM D790 به‌اندازه‌ی $12\times2/5\times1\ cm^3$

تعیین شدند. نمونه‌ها در دماهای ۸۵۰ °C، ۹۵۰ °C و ۱۰۵۰ °C به‌مدّت یک ساعت و با سرعت گرمایش ۱۰ °C/min در کوره‌ی آترا تف‌جوشی شدند. سرمایش نمونه‌ها در کوره و به‌آرامی انجام شد.

برای تعیین خواص فیزیکی و مکانیکی نمونه‌ها، آزمون‌های تعیین چگالی، میزان تخلخل و استحکام خمشی انجام شدند. از رابطه‌ی (۱) برای اندازه‌گیری میزان نسبی تخلخل در نمونه‌ها استفاده شد. در این رابطه، چگالی پیکنومتری با استفاده از رابطه‌ی (۲) تعیین می‌شود. در رابطه‌ی (۲)، d_p چگالی پیکنومتری، a وزن پیکنومتر، b وزن پیکنومتر و پودر شیشه، c وزن پیکنومتر و پودر شیشه و آب، و d وزن پیکنومتر و آب می‌باشند.

$$\text{تخلخل} = \left(1 - \frac{\text{دانسیته بالک}}{\text{دانسیته پیکنومتری}}\right) \times 100 \qquad (1)$$

$$d_p = \frac{b-a}{(d-a)-(c-b)} \qquad (2)$$

استحکام خمشی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه آزمون خمش سه نقطه‌ای صنعت سرام اندازه‌گیری شد. سرعت اعمال نیرو ۲۰ cm/min و فاصله‌ی فک‌های دستگاه ۱۰ cm بود. از رابطه‌ی (۳) برای محاسبه‌ی استحکام خمشی نمونه‌ها استفاده شد که در آن، σ استحکام خمشی (MPa)، F بیش‌ترین نیروی اعمالی (Kgf)، L فاصله‌ی بین دو تکیه گاه (mm)، b عرض نمونه (mm) و d ضخامت نمونه (mm) است.

$$\sigma = \frac{3}{2} \times \frac{FL}{bd^2} \qquad (3)$$

برای بررسی ریزساختار نمونه‌ها از میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) مدل TESCAN VEGA, 30KV و با بزرگنمایی ۳۰۰۰۰۰ برابر استفاده شد.

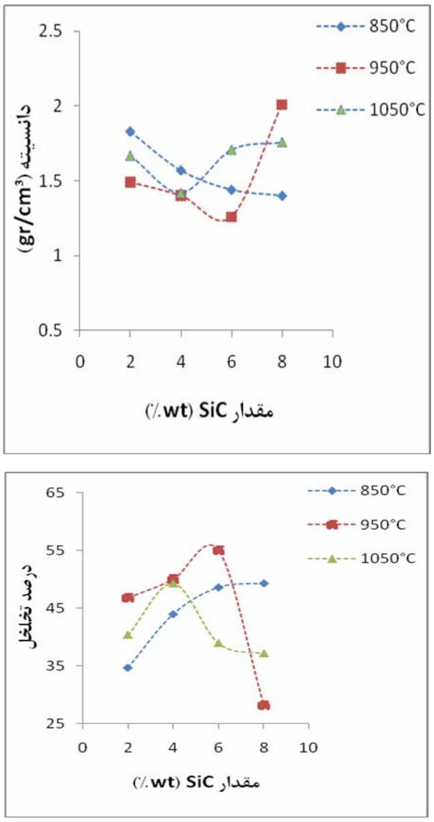
نتایج و بحث

الف) خواص فیزیکی و مکانیکی. در شکل (۲)، نمودار تغییرات چگالی و درصد تخلخل نمونه‌های شیشه‌ی اسفنجی با مقادیر مختلف SiC در دماهای ۸۵۰ °C تا ۱۰۵۰ °C نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود با افزایش عامل اسفنج‌ساز SiC، کاهش چگالی و افزایش درصد تخلخل به‌طور پیوسته رخ نمی‌دهد، و این می‌تواند به‌دلیل وقوع پدیده‌ی درشت شدن ساختار اسفنجی باشد. در این پدیده، حفره‌های کوچک به نفع حفره‌های بزرگ‌تر از بین می‌روند و انرژی سطحی مجموعه کاهش می‌یابد، دیواره‌ی حفره‌ها ضخیم‌تر شده و چگالی افزایش می‌یابد [15]. به‌بیان دیگر، چگالی حین خروج گاز به‌طور مداوم تا کم‌ترین مقدار خود کاهش می‌یابد. پس از پایان این مرحله، فرایند تدریجی تخریب و در هم ریختگی اسفنج به‌دلیل پیوستن حفره‌ها به یک‌دیگر آغاز می‌شود. به این ترتیب، سطح انرژی مجموعه با کاهش سطح ویژه‌ی دیواره‌ی حفره‌ها کاهش می‌یابد. این فرایند منجر به افزایش چگالی و کاهش درصد تخلخل می‌شود [8].

افزون بر این، مشاهده می‌شود که به جز در نمونه‌ی حاوی ۸٪ wt. SiC، چگالی با افزایش دما ابتدا کاهش و سپس افزایش می‌یابد. معمولاً چگالی با میزان تخلخل رابطه‌ی عکس دارد. کاهش میزان تخلخل به‌دلیل افزایش میزان و ابعاد حفره‌ها است. ابعاد حفره‌ها با افزایش دما، به‌دلیل افزایش فشار گاز و کاهش ویسکوزیته‌ی شیشه، افزایش می‌یابد [16].

چگالی در دمای ۸۵۰ °C با افزایش SiC (عامل اسفنج‌ساز) به‌طور پیوسته کاهش یافته است، و این به معنی آن است که با افزایش SiC در این دما پدیده‌ی درشت شدن انجام نشده است و احتمالاً این پدیده در مقادیر بیش‌تر SiC رخ می‌دهد. افزون بر این، کم‌ترین چگالی و بیش‌ترین درصد تخلخل در دمای ۹۵۰ °C و به‌ازای ٦٪ wt. SiC به‌دست آمده و با افزایش بیش‌تر دمای عملیات حرارتی به ۱۰۵۰ °C، کاهش چگالی به‌ازای ٤٪wt. SiC رخ داده است. بنابراین، با افزایش

دمای عملیات حرارتی میزان SiC برای رسیدن به کم‌ترین چگالی و بیش‌ترین میزان تخلخل کاهش یافته است، و افزودن مقادیر بیش‌تری از SiC منجر به کاهش چگالی نمونه‌ی شیشه‌ی اسفنجی نمی‌شود.



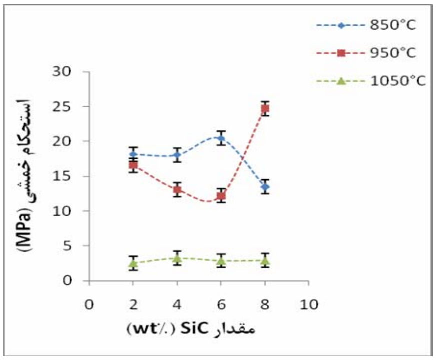
شکل ۲ چگالی و درصد تخلخل نمونه‌های شیشه‌ی اسفنجی حاوی مقادیر مختلفی از SiC در دماهای مختلف

چنین تغییراتی را می‌توان این‌گونه توضیح داد که سرعت و میزان اکسایش SiC با افزایش دما افزایش یافته و مقدار اکسیژن مورد نیاز برای تشکیل تخلخل افزایش می‌یابد. در این حالت، افزایش تخلخل و کاهش چگالی در مقدار کم‌تری از SiC رخ می‌دهد. افزون بر این، اکسایش SiC در دماهای بالاتر از ۹۰۰°C انجام می‌شود، و احتمالاً سرعت اکسایش SiC در دمای ۹۵۰°C بیش از سرعت تف‌جوشی پودر شیشه بوده و این منجر به افزایش تخلخل و کاهش چگالی شده است.

نمونه‌های محتوی ۸ درصد وزنی SiC در مجموع رفتار متفاوتی را از خود نشان داده‌اند، به‌گونه‌ای که درصد تخلخل در آن‌ها با افزایش دما ابتدا به‌شدت کاهش و سپس کمی افزایش یافته است. به‌نظر می‌رسد که با افزایش دما بین فرایندهای اکسایش SiC، خروج گازهای حاصل از اکسایش و تف‌جوشی پودرهای شیشه رقابت ایجاد می‌شود. با افزایش دما و احتمالاً به‌دلیل تکمیل فرایند تف‌جوشی، گازهای حاصل امکان خروج از سیستم را نداشته و به‌این ترتیب، چگالی افزایش و درصد تخلخل کاهش یافته است. در فرایند تف‌جوشی نمونه‌ها سرعت گرمایش یکسان (۱۰ ˚C/min) بوده است. بنابراین، نمونه‌ای که در دمای ۱۰۵۰ °C تف‌جوشی شده است، ۱۰۵ دقیقه زمان برای خروج گازها و ایجاد تخلخل داشته است که این زمان از زمان مربوط به نمونه‌ی تف‌جوشی شده در دمای ۹۵۰ ˚C (۹۵ دقیقه) طولانی‌تر است. به‌این ترتیب، درصد تخلخل در دمای بالاتر بیش‌تر شده است. تفاوت‌های مشاهده شده در میزان تخلخل نمونه‌ها را می‌توان به‌شکل بهتری با استفاده از تصویرهای SEM شرح داد. این تصویرها در ادامه آورده شده‌اند.

در شکل (۳)، استحکام خمشی نمونه‌های شیشه‌ی اسفنجی محتوی مقادیر مختلفی از SiC در دماهای مختلف نشان داده شده‌اند. استحکام خمشی معمولاً با چگالی رابطه‌ی مستقیم و با درصد تخلخل رابطه‌ی معکوس دارد. البته این رابطه به اندازه و توزیع اندازه‌ی تخلخل بستگی دارد. اگر اندازه‌ی تخلخل کوچک‌تر و توزیع آن یکنواخت‌تر باشد، با اعمال تنش به نمونه‌ها استحکام بالا می‌رود [17]. با این‌حال، در نمونه‌های محتوی ٦ درصد وزنی سیلیسیم با افزایش دمای تف‌جوشی از ۸۵۰ ˚C به ۹۵۰ ˚C، توزیع تخلخل یکنواخت‌تر شده و استحکام خمشی کاهش یافته است. دلیل آن را می‌توان افزایش دیواره‌ی حفره‌ها با افزایش دما دانست. افزون بر این، شیشه‌های اسفنجی که در

دماهای پایین‌تر عملیات حرارتی شده‌اند، به‌دلیل برخورداری از ساختاری متراکم‌تر، استحکام خمشی بالاتری دارند.



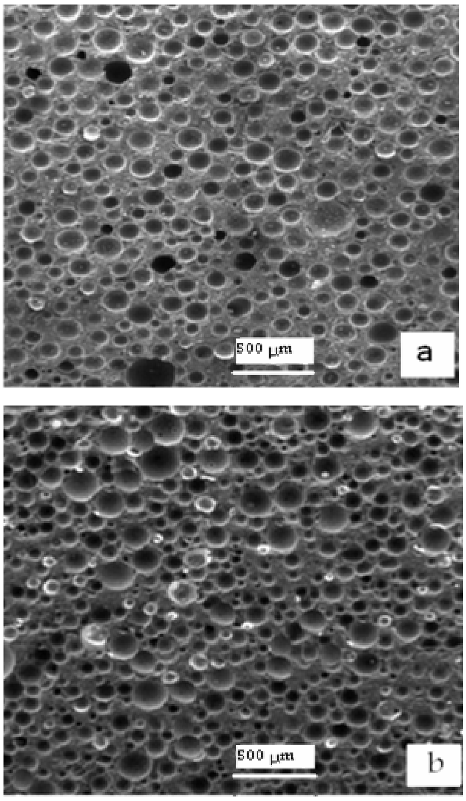
شکل۳ استحکام خمشی نمونه‌های شیشه‌ی اسفنجی حاوی مقادیر مختلفی از SiC در دماهای مختلف.

می‌دانیم که مقدار تخلخل و شکل ساختار متخلخل استحکام مکانیکی شیشه و سرامیک‌های اسفنجی را تعیین می‌کنند. اندازه‌ی تخلخل و ضخامت دیواره‌های آن نقش مهمی در استحکام مکانیکی نمونه دارند [17]، چرا که افزایش ضخامت دیواره‌ها باعث افزایش نقص‌های موجود در نمونه می‌شود [18]. در درصدهای بالای تخلخل، کاهش ضخامت دیواره‌های حفره‌ها منجر به افزایش استحکام مکانیکی نمونه خواهد شد. این به‌آن علت است که از هم گسیختگی اسفنج در پی خمیدگی دیواره‌ی حفره‌ها و لبه‌ها صورت می‌گیرد و در نتیجه، دیواره‌ها و لبه‌های باریک‌تر، به‌دلیل کاهش تعداد ترک‌های بحرانی احتمالی، مطلوب‌تر خواهند بود [16].
در نمونه‌های محتوی ۸ درصد وزنی SiC مشاهده می‌شود که استحکام با افزایش دما ابتدا افزایش و سپس به‌شدت کاهش می‌یابد. دلیل آن را می‌توان، همان‌طور که قبلاً اشاره شد، به رقابت میان سرعت اکسایش، سرعت خروج گاز و فرایند تف‌جوشی پودرهای شیشه نسبت داد. با افزایش دما، به‌دلیل تکمیل فرایند تف‌جوشی، گازهای حاصل امکان خروج از سیستم را نداشته و درصد تخلخل کاهش می‌یابد. افزون بر این، سرعت گرمایش در فرایند تف‌جوشی یک‌سان بوده است (C/min° ۱۰). به‌این ترتیب، نمونه‌ی تف‌جوشی شده در دمای C° ۹۵۰ در مدّت زمان ۹۵ دقیقه و نمونه‌ی تف‌جوشی شده در دمای C° ۸۵۰ در مدّت زمان ۸۵ دقیقه به دمای نهایی می‌رسند، یعنی زمان خروج گاز به‌میزان ۱۰ دقیقه بیش‌تر شده و این منجر به توزیع یکنواخت تخلخل در ریزساختار شده و در نتیجه، استحکام افزایش می‌یابد.

تف‌جوشی در دماهای بالاتر منجر به افزایش اندازه‌ی تخلخل و کاهش استحکام خمشی نمونه‌ها می‌شود. نمونه‌هایی که در دمای C° ۱۰۵۰ عملیات حرارتی شده‌اند، به‌دلیل بالا بودن دما، کم‌ترین استحکام خمشی را دارند. با این‌حال، نمونه‌ی محتوی ٤ درصد وزنی SiC دارای استحکام خمشی MPa ۳/۲۵ بوده است که بیش‌تر از مقدار گزارش شده برای نمونه‌های تجاری با استحکام خمشی MPa ۱–۰/۳ می‌باشد [8].
تصویرهای ریزساختاری. در تحقیق حاضر، تصویرهای ریزساختار نمونه‌هایی با تخلخل بالاتر از ۵۰ درصد در دماهای C° ۸۵۰، C° ۹۵۰ و C° ۱۰۵۰ بررسی شده‌اند.

با بررسی تصویرهای ریزساختار شیشه‌های اسفنجی محتوی ٦ و ۸ درصد وزنی کاربید سیلیسیم که در دمای C° ۸۵۰ حرارت داده شده‌اند، مشاهده می‌شود که اندازه‌ی تخلخل با افزایش میزان SiC کاهش یافته است. افزون بر این، یکنواختی تخلخل نیز از بین رفته و حفره‌های ریز و درشت در کنار یک‌دیگر قرار گرفته‌اند. این در حالی است که با کاهش میزان SiC، اگر چه حفره‌های ریز هم مشاهده می‌شوند، توزیع تخلخل یکنواخت‌تر بوده و در نتیجه، استحکام نمونه‌ها بیش‌تر است (شکل(٤)). با افزایش میزان SiC، حباب‌های ایجاد شده به زمان و دمای بیش‌تری برای به‌هم پیوستن و ایجاد حفره‌های بزرگ‌تر نیاز دارند و

در نتیجه، توزیع غیریک‌نواختی از حفره‌ها به‌دست آمده است.

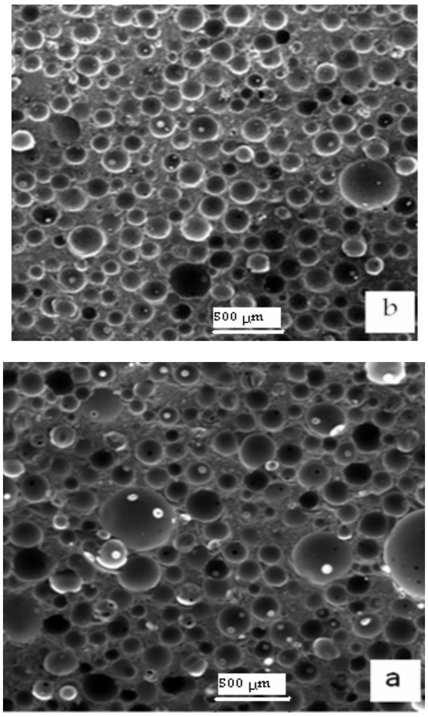


SEM HV: 30.00 KV WD: 12.0300 mm
SEM HV: 30.00 KV WD: 10.7520 mm SEM
MAG: 50× Det: SE SEM
MAG: 50× Det: SE
View field: 2.89 mm PC: 9
View field: 2.89 mm PC: 10

شکل ٤ شیشه‌های اسفنجی تف‌جوشی شده در دمای ۸۵۰ °C محتوی (a) ٦ درصد وزنی کاربید سیلیسیم، و (b) ۸ درصد وزنی کاربید سیلیسیم.

در شکل (۵) مشاهده می‌شود که توزیع اندازه‌ی حفره‌ها تقریباً یکسان است و در نتیجه، در داده‌های مربوط به استحکام خمشی تفاوت زیادی دیده نمی‌شود (تقریباً ۲ MPa). افزون بر این، با افزایش میزان SiC تغییر قابل ملاحظه‌ای در میزان و اندازه‌ی حفره‌ها رخ نداده و به‌این ترتیب، اختلاف ناچیزی در میزان تخلخل مشاهده می‌شود (۰.۵٪).

دلیل وجود این تفاوت در مقایسه با نمونه‌های تف‌جوشی شده در دمای ۸۵۰ °C آن است که به‌دلیل یک‌سان بودن سرعت گرمایش نمونه‌ها در هر دو دما، نمونه‌های تف‌جوشی شده در دمای ۹۵۰ °C در مدّت زمان ۹۵ دقیقه و نمونه‌های تف‌جوشی شده در دمای ۸۵۰ °C در مدّت زمان ۸۵ دقیقه به دمای نهایی رسیده‌اند. بنابراین، زمان خروج گاز به‌میزان ۱۰ دقیقه بیش‌تر بوده و درصد تخلخل افزایش یافته است.

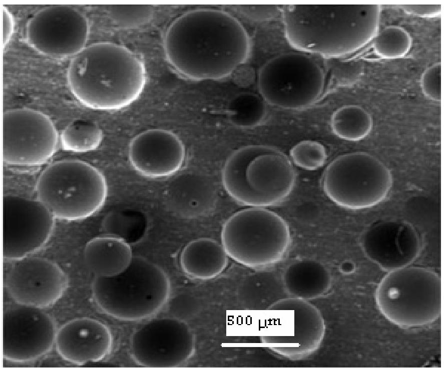


SEM HV: 30.00 KV WD: 13.0690 mm
SEM HV: 30.00 KV WD: 11.6830 mm SEM
MAG: 50× Det: SE SEM
MAG: 50× Det: SE
View field: 2.89 mm PC: 10
View field: 2.89 mm PC: 7

شکل ۵ شیشه‌های اسفنجی تف‌جوشی شده در دمای ۹۵۰ °C محتوی (a) ٤ درصد وزنی کاربید سیلیسیم، و (b) ٦ درصد وزنی کاربید سیلیسیم.

همان‌طور که گفته شد، تفاوت میان سرعت اکسایش SiC و تف‌جوشی اهمیت زیادی دارد. توزیع یکنواخت حفره‌ها بیان‌گر آن است که سرعت خروج گاز کم‌تر از سرعت اکسایش بوده است و در این

حالت، گازها زمان کافی برای خروج از سیستم را داشته‌اند. خروج آهسته‌ی گازها سبب ایجاد حفره‌های بسته و ریزتر می‌شود. تخلخل باز زمانی به‌دست می‌آید که دما بسیار کم بوده و دیواره‌ی جداکننده‌ی حفره‌ها کامل نشده باشد.



SEM HV: 30.00 KV WD: 12.0440 mm
SEM MAG: 50× Det: SE
View field: 2.89 mm PC: 7

شکل ٦ شیشه‌ی اسفنجی محتوی ٤ درصد وزنی کاربید سیلیسیم و عملیات حرارتی شده در دمای ^{o}C ۱۰۵۰.

با مقایسه‌ی شکل‌های (٤) تا (٦) مشاهده می‌شود که با افزایش دمای عملیات حرارتی، اندازه‌ی حفره‌ها افزایش یافته است، زیرا با افزایش دما میزان اکسایش SiC بیش‌تر شده و در نتیجه، فشار حاصل از گاز افزایش یافته و در نهایت، میزان گاز خروجی افزایش می‌یابد. افزایش فشار درون حفره‌ها منجر به پارگی دیواره‌های آن‌ها می‌شود [19]. در دماهای بالاتر، به‌دلیل غلبه‌ی فرایند تف‌جوشی بر اکسایش SiC، برخی از این حفره‌ها ترمیم شده، حفره‌های کوچک‌تر به هم پیوسته و اندازه‌ی آن‌ها افزایش می‌یابد. افزایش اندازه‌ی حفره‌ها به‌دلیل وقوع پدیده‌ی درشت شدن قابل بررسی است. فرایند درشت شدن در مورد ذرات درشت به‌دلیل حرکت سطحی حین تف‌جوشی به‌همراه تبخیر- تراکم و نفوذ سطحی رخ می‌دهد. انتقال جرم بین ذرات منجر به رشد ذرات بزرگ‌تر و از بین رفتن ذرات کوچک‌تر می‌شود. از طرف دیگر، رشد ذرات در نتیجه‌ی حرکت انحنا شکل مرز دانه‌هاست. از دیدگاه آماری، تعداد ذرات کوچک‌تر کاهش یافته و ناپدید می‌شوند، و اندازه‌ی میانگین ذرات باقی‌مانده افزایش می‌یابد. این مدل را می‌توان در مورد حفره‌ها نیز به‌کار برد، یعنی بیش‌تر حفره‌های بزرگ رشد کرده و تعداد حفره‌های کوچک‌تر کاهش یافته و در نهایت، ناپدید می‌شوند [۱۹].

نتیجه‌گیری

۱- امکان ساخت شیشه‌های متخلخل (اسفنجی) با ریزساختار و خواص فیزیکی و مکانیکی مناسب و قابل مقایسه با نمونه‌های تجاری وجود دارد.

۲- کاربید سیلیسیم (SiC) عامل اسفنج‌ساز مناسبی برای ساخت شیشه‌های اسفنجی حاصل از ضایعات صفحه‌های تلویزیون‌های لوله‌ای اشعه‌ی کاتدی (CRT) است.

۳- بیش‌ترین میزان تخلخل (حدود ۵۵ درصد) در نمونه‌های شیشه‌ی اسفنجی محتوی ٦ درصد وزنی کاربید سیلیسیم که در دمای $^{\circ}C$ ۹۵۰ تف‌جوشی شده بودند، به‌دست آمد. این نمونه‌ها ریزساختار نسبتاً یک‌نواختی داشته و دارای استحکام خمشی حدود ۱۲ MPa هستند.

٤- بیش‌ترین میزان استحکام خمشی (٢٤ MPa) در نمونه‌های شیشه‌ی اسفنجی محتوی ۸ درصد وزنی کاربید سیلیسیم که در دمای $^{\circ}C$ ۱۰۵۰ تف‌جوشی شده بودند، به‌دست آمد. میزان تخلخل این نمونه‌ها حدود ۳۵ درصد بود.

۵- حفره‌های به‌دست آمده کروی شکل بوده و دارای توزیع اندازه ذرات نسبتاً یک‌نواختی در نمونه‌ها بودند.

٦- نتایج نشان دادند که اندازه‌ی حفره‌ها و توزیع اندازه‌ی آن‌ها در میزان استحکام خمشی نمونه‌ها مؤثرند.

مراجع

۱. فروندی کمال، موسوی نژاد سید محسن، حیدری حسین، "راهکار مدیریت و بازیافت زباله‌های الکترونیکی در ایران"، اولین نمایشگاه تخصصی صنعت بازیافت، کنفرانس و کارگاه‌های آموزشی فناوری‌های نو در صنعت بازیافت، تهران، (۱۳۸۸).

2. Méar, F., Yot, P., Cambon, M., Ribes, M., "The characterization of waste cathode-ray tube glass", J. of Waste Management, pp. 1468–1476 (2006).

3. Ravindra K., Mukesh, C. L., Thomas, D., "Recycling And Reuse Of Glass Cullet", Thomas. Telford Publishing, London, pp. 124-130 (2001).

4. Jeremy, G., Elisa, A., Randolph, K., "Characterizing Sustainable Material Recovery System: A Case Study Of E-Waste Materials", J. of TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), (2007).

5. Pozzi, P., Taurino, R., Zanasi, T., Andreola, F., Barbieri, L., Lancellotti, I., "New polypropylene/glass composites: Effect of glass fibers from cathode ray tubes on thermal and mechanical properties", J. of Composites, pp. 435–440, (2010)

6. Dondi, M., Guarini, G., Raimondo, Zanelli, M. C., "Recycling PC and TV waste glass in clay bricks and roof tiles", J. of Waste Management, pp.1945–1951, (2009).

7. Lotov, V. A., and Krivenkova, E. V., "Kinetics Of Formation Of The Porous Structure In Foam Glass", J. of Glass and Ceramics, Vol. 59, No. 3–4 (2002).

8. Scheffler, M., and Colombo, P., "Cellular Ceramics. Structure, Manufacturing, Properties and Applications", Wiley–VCH, Weinheim, Germany, pp. 161-174 (2005).

9. Lellan, G.W., Shand, E.B., "Glass Engineering Handbook", Chapter 19, New York (1984).

10. Mueller, A., Sokolova, S.N. Vereshagin, V.I., "Characteristics of lightweigh aggregates fromprimary and recycled rawmaterials", J. of Constr. Build. Mater, April, (2008).

11. James, H., and Consultant,S., "Research and Development Final Report A Uk Market Survey For Foam Glass", The Waste and Resources Action Programme, pp. 6-10 (2003).

12. Hans-Dieter, J., Hans, J., Eagleson, M., "Concise Encyclopedia Chemistry", Walter de Gruyter, Berlin, pp. 421 (1994).

13. Christian, S. A., "Foam Glass Production From Vitrified Municipal Waste Fly Ashes", PhD, Thesis, pp. 91-169 (2006).

14. Limbachiya, M. C., and Roberts, J., "Glass Waste", Thomas. Telford Publishing, London, pp. 69 (2004).

15. Méar, F., Yot, P., Viennois, R., Ribes, M., "Mechanical behaviour and thermal and electrical properties of foam glass", J. of Ceramics International, pp. 543–550 (2007).

16. Llaudis, A. S., Tari, M., Javier, F., Bernardo, E., Colombo, P., "Foaming of flat glass cullet using Si3N4 and MnO2 powders", J. of Ceramics International, pp. 1953–1959 (2009).

17. Fernandes, H. R., Tulyaganov, D.U., Ferreira, J.M.F., "Preparation and characterization of foams from sheet glass and fly ash using carbonates as foaming agents", *J. of Ceramics International*, pp. 229–235 (2009).

18. Bernardo, E., Cedro, R., Florean, M. S., Hreglich, "Reutilization and stabilization of wastes by the production of glass foams", *J. of Ceramics International*, pp. 963–968 (2007).

19. Méar, F., Yot, P., Ribes, M., "Effects of temperature, reaction time and reducing agent content on the synthesis of macroporous foam glasses from waste funnel glasses", *J. of Materials Letters*, pp. 929–934 (2006).